

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 09-071853

(43)Date of publication of application : 18.03.1997

(51)Int.Cl.

C23C 8/22

(21)Application number : 08-167807

(71)Applicant : DAIDO HOXAN INC

(22)Date of filing : 27.06.1996

(72)Inventor : KITANO KENZO
MORI TAKESHI
HAYASHIDA TADASHI
YOKOYAMA TOSHIKO
TAWARA MASAOKI

(30)Priority

Priority number : 07161220 Priority date : 27.06.1995 Priority country : JP

(54) CARBOHARDENED PRODUCT FOR JOINING AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To impart excellent surface rigidity to a product, at the time of producing a product for joining using an austenitic metal, by executing carburizing treatment after fluorination treatment and regulating the depth of a carbohardened layer and the formation and hardness of carbides in the carburized layer.

SOLUTION: A base metal is composed of an austenitic stainless steel contg., by weight, 15 to 25% Cr or furthermore contg. 1.5 to 4% Mo. This is formed into a product for joining, which is subjected to carburizing treatment, and a carbohardened layer composed of austenitic phases is formed to a depth of 10 to 70 μ m from the surface in such a manner that there occurs no intrusion of carbon atoms into the base metal lattices and no formation of solid solution, thus, to cause no formation of carbide grains. Furthermore, the micro Vickers hardness of the carburized layer is regulated to 700 to 1050. At the time of the carburizing treatment, it is subjected to fluorination treatment of executing holding under heating at 300 to 500° C in a gaseous fluorine atmosphere, is thereafter subjected to heating treatment in a gas contg. NH₃ and is carburized at 400 to 500° C in a carburizing gaseous atmosphere contg. carbon monoxide to regulate the maximum carburizing concn. to 1.2 to 2.6wt.%.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 19.09.1997

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3064907

[Date of registration] 12.05.2000

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-71853

(43) 公開日 平成9年(1997)3月18日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 3 C	8/22		C 2 3 C	8/22

審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号	特願平8-167807	(71) 出願人	000126115 大同ほくさん株式会社 北海道札幌市中央区北3条西1丁目2番地
(22) 出願日	平成8年(1996)6月27日	(72) 発明者	北野 憲三 大阪府河内長野市小山田町1498-1
(31) 優先権主張番号	特願平7-161220	(72) 発明者	森 剛士 大阪府大阪市鶴見区横堤3-3-26
(32) 優先日	平7(1995)6月27日	(72) 発明者	林田 忠司 大阪府堺市上野芝向ヶ丘町5-13-24
(33) 優先権主張国	日本 (J P)	(72) 発明者	横山 とし子 大阪府高石市羽衣2-1-C-303
		(72) 発明者	田原 正昭 大阪府高槻市宮之川原5丁目35-4
		(74) 代理人	弁理士 西藤 征彦

(54) 【発明の名称】 浸炭硬化締結用品およびその製法

(57) 【要約】

【課題】 オーステナイト系金属本来の耐蝕性を失わず、かつ、高い表面硬度を有する浸炭硬化締結用品およびそれらの製法を提供する。

【解決手段】 母材が、オーステナイト系金属からなる締結用品であって、表面から10~70μmの深さの表面層が炭素原子の浸入によって硬化して浸炭硬化層に形成され、上記浸炭硬化層中には粗大クロム炭化物粒子が存在しないようにしている。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 母材が、オーステナイト系金属からなる締結用品であって、表面から 10~70 μ m の深さの表面層が炭素原子の浸入によって硬化して浸炭硬化層に形成され、この浸炭硬化層中には粗大クロム炭化物粒子が存在していないことを特徴とする浸炭硬化締結用品。

【請求項 2】 母材が、オーステナイト系金属からなる締結用品であって、表面から 10~70 μ m の深さの表面層が炭素原子の浸入によって硬化して浸炭硬化層に形成され、この浸炭硬化層が、炭素原子が母材格子中に侵入固溶してクロム炭化物を形成せず母材同様のオーステナイト相から形成されていることを特徴とする浸炭硬化締結用品。

【請求項 3】 浸炭硬化層の硬度が、マイクロビッカース硬度で 700~1050 (Hv) に形成されている請求項 1 または 2 記載の浸炭硬化締結用品。

【請求項 4】 オーステナイト系金属が、クロムを 15~25 重量%含有するオーステナイト系ステンレスである請求項 1~3 のいずれか一項に記載の浸炭硬化締結用品。

【請求項 5】 オーステナイト系金属が、モリブデンを 1.5~4 重量%含有するオーステナイト系ステンレスである請求項 1~4 のいずれか一項に記載の浸炭硬化締結用品。

【請求項 6】 浸炭硬化層中の最大炭素濃度が 1.2~2.6 重量%である請求項 1~5 のいずれか一項に記載の浸炭硬化締結用品。

【請求項 7】 オーステナイト系金属からなる材料を、所定の締結用品の形状に成形加工し、フッ素系ガス雰囲気下で加熱状態で保持することによりフッ化処理し、ついで一酸化炭素を含む浸炭性ガス雰囲気下で加熱状態で保持して浸炭処理することにより表面に浸炭硬化層を形成することを特徴とする浸炭硬化締結用品の製法。

【請求項 8】 浸炭処理の際の温度が、400~500 $^{\circ}$ C に設定されている請求項 7 記載の浸炭硬化締結用品の製法。

【請求項 9】 フッ化処理の際の温度が、300~500 $^{\circ}$ C に設定されている請求項 7 または 8 記載の浸炭硬化締結用品の製法。

【請求項 10】 締結用品を、フッ化処理終了後、浸炭処理の前に、NH₃を含むガス雰囲気下で加熱状態で保持する請求項 7~9 のいずれか一項に記載の浸炭硬化締結用品の製法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、高度の耐蝕性と高い表面硬度の双方を備えた浸炭硬化締結用品およびその製法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 一般に、オーステナイト系ステンレス鋼

は、炭素鋼に比べて酸や塩に対する腐食抵抗が大きい。しかし、表面硬度や強度の点では炭素鋼に劣る。したがって、ボルト、ナット、ワッシャ、ピン類等の締結用品には、鉄系浸炭品のメッキ品や 13Cr 系ステンレス品が使用されることが多い。ところが、上記鉄系浸炭品のメッキ品や 13Cr 系ステンレス品は、耐酸化性（耐蝕性）がオーステナイト系ステンレス品に劣るだけでなく、近年問題となっている酸性雨によって、基材そのものも侵されて締結機能が脆弱化する欠陥が指摘されている。この点、オーステナイト系ステンレス品は、耐酸性ははるかに優秀である。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら、上記のようなオーステナイト系ステンレス材をそのまま用いた締結用品は、耐蝕性に富んでおり錆にくい反面、表面剛性に欠けることから、例えば、ねじのうち、特に、鉄系の板に自力でタッピングして締結する機能が要求される場所のタッピングねじやセルフドリリングスクリューならびにドライウォール等のねじに使用するには不都合がある。

【0004】 そこで、オーステナイト系ステンレス材を用いた締結用品について、窒化等のような浸透硬化処理を適用することも検討されている。このうち、窒化処理は、オーステナイト系ステンレス材の表面から、内部に窒素原子を拡散浸透させて、その表面層を硬質窒化層に形成するという方法である。この方法では、製品の表面硬度は向上するものの、肝心の耐蝕性が低下するという大きな問題がある。そのうえ、磁性を帯びたり、製品の表面粗度が悪くなるという難点もある。このように、窒化によって耐蝕性が低下するのは、窒化層中において、オーステナイト系ステンレス材自体に固溶するクロム原子（このクロム原子によって耐蝕性の向上が実現される）が、窒化により、CrN、Cr₂N 等のクロム窒化物となって消費され、母材中の固溶量が減少することによるものと考えられる。また、このような窒化物の生成により、表面が膨れたり、表面粗度が悪くなる等の問題が生じ、特に、ボルト、ナットでは、ネジ山部分の表面精度が悪くなって不都合である。これらのような問題から、オーステナイト系ステンレス材の締結用品について、窒化処理は適用されていないのが実情である。

【0005】 また、上記浸透硬化処理の他の方法として、浸炭法が存在する。従来の浸炭法は、金属材の表面を、炭素分を含有する浸炭性ガスと接触させ、表面層中に炭素原子を拡散浸透させ、硬質な浸炭層を形成するというものである。このような浸炭法においては、炭素原子の浸透性と固溶限度を考慮し、一般に鉄の A₁ 変態点である 700 $^{\circ}$ C 以上の温度で浸炭処理が行われる。しかし、通常、ステンレスのように高濃度のクロムを含有する金属を 700 $^{\circ}$ C 以上の高温で浸炭すると、Cr₂₃C₆、Cr₇C₃ 等のような熱力学的に安定なクロム

炭化物が、粒界や積層欠陥に多量に析出することが知られている。これらの炭化物が析出すると、母材中に固溶するクロム量が減少して耐蝕性がはなはだしく低下する。さらに、鉄の再結晶温度をはるかに越えた温度（鉄の再結晶温度は略450℃）に長時間保持されることとなり、母材が軟化して材料の芯部の強度も著しく低下するうえ、析出したクロム炭化物も粗大化するため、浸炭層の硬度は一般的に低く、せいぜい表面硬度でHv600～650程度のものしか得られない。

【0006】さらに、上記浸炭処理において、母材の軟化やクロム炭化物の粗大化を防止するため、例えば、浸炭温度を500℃以下に設定した場合には、オーステナイト系ステンレス材の表面に形成されている不働態酸化皮膜の存在により、N、C等の浸入型固溶元素の浸透が困難で、十分な硬化層を得ることができないという問題がある。また、上記のような低温度域においては、炭素源ガスとして使用されるCOが、 $[2CO \rightarrow C + CO_2]$ の反応（いわゆる、ブードアー反応）を生じるため、炉内に多量のカーボンが析出するという問題がある。一方、グロー放電を利用したイオン窒化法によれば、400～700℃の広い温度範囲で処理が行われるため、強固な不働態酸化皮膜を有するオーステナイト系ステンレス材でも窒化は可能であるが、上記のような浸炭処理の場合には、500℃以下という低温度域では、析出したカーボンにより炉内が汚染されるため、放電作用が不調となって実用的には処理不可能である。これらのような理由から、オーステナイト系ステンレス材の締結用品に対して浸炭処理を行うという技術の適用は考慮されていない。

【0007】上記のように、耐蝕性が良く、かつ、表面硬度の高い締結用品は開発されていないのが実情である。

【0008】本発明は、このような事情に鑑みなされたもので、オーステナイト系金属本来の耐蝕性を失わず、かつ、高い表面硬度を有する浸炭硬化締結用品およびその製法の提供をその目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成するため、本発明は、母材が、オーステナイト系金属からなる締結用品であって、表面から10～70μmの深さの表面層が炭素原子の浸入によって硬化して浸炭硬化層に形成され、この浸炭硬化層中には粗大クロム炭化物粒子が存在していない浸炭硬化締結用品を第1の要旨とし、オーステナイト系金属からなる材料を、所定の締結用品の形状に成形加工し、フッ素系ガス雰囲気下で加熱状態で保持することによりフッ化処理し、ついで一酸化炭素を含む浸炭性ガス雰囲気下で加熱状態で保持して浸炭処理することにより表面に浸炭硬化層を形成する浸炭硬化締結用品の製法を第2の要旨とする。

【0010】本発明者らは、オーステナイト系金属に対

する表面硬度を向上させるため、一連の研究を重ねる過程で、浸炭処理に際し、フッ素系ガスで前処理すると、オーステナイト系ステンレス等のオーステナイト系金属に対し、鋼のA₁変態点以下の低温での浸炭処理が可能になるのではないかと着想し、これに基づき一連の研究を重ねた。この研究の過程で、前記の着想のように、浸炭処理に先立ち、または、浸炭処理と同時に、フッ素系ガスで処理すると、オーステナイト系金属表面の不働態酸化皮膜がフッ化膜に変換され、従来、不可能視されていた低温域での浸炭処理が可能になるのである。そして、その浸炭処理の温度も従来のような700℃以上の温度ではなく500℃以下の温度にすると、形成される浸炭硬化層中には粗大クロム炭化物粒子が存在しなくなることを見いだした。さらに、炭素の浸入固溶により、浸炭硬化層にはオーステナイト相の結晶格子に大きな歪みが生じ、浸炭層の硬度が非常に高くなることを突き止めた。そして、締結用品をオーステナイト系金属により形成し、上記のような処理を施すことにより、その表面から10～70μmの深さの表面層が浸炭硬化層に形成され、しかも、オーステナイト系金属自体の有する耐蝕性が殆ど損なわれないことを見だし、本発明に到達した。このようにして得られた浸炭硬化締結用品は、表面層が硬質で耐蝕性に優れ、しかも、従来のように表面が膨れたり、表面粗度が悪くなる等の難点もない。

【0011】ここで、本発明において、粗大クロム炭化物粒子が存在していないとは、金属材料の結晶構造解析に一般に使用されるX線回折計（X-Ray Diffraction meter）によって、Cr₂₃C₆、Cr₇C₃、Cr₃C₂等の結晶質のクロム炭化物が確認できない状態をいう。すなわち、オーステナイト系金属の基相であるオーステナイト相（γ相）は、その結晶構造が面心立方格子で格子定数がa=3.59Åであることから、X線回折により特定の回折ピークが得られる。これに対し、Cr₂₃C₆は、同じ面心立方格子であっても、格子定数がa=10.6Åであり、Cr₇C₃は、三方晶で格子定数がa=14.0Å、c=4.53Åであり、Cr₃C₂は、斜方晶で格子定数がa=5.53Å、b=2.821Å、c=11.49Åである。このように、これらのクロム炭化物は、上記オーステナイト相とは結晶構造や格子定数が異なるため、上記オーステナイト相で得られるX線回折ピークとは異なるX線回折ピークを生じる。したがって、浸炭硬化層に粗大クロム炭化物粒子が存在すると、X線回折によってオーステナイト相単相の場合には見られないクロム炭化物のX線回折ピークが現出することになる。一方、本発明における浸炭硬化層は、母材の格子原子の間に炭素原子が侵入固溶することによりクロム炭化物を形成せず母材同様のオーステナイト相から形成されている。また、上記炭素原子の侵入固溶によっては、クロム炭化物だけでなく、他の鉄系の粗大炭化物粒子も形成されない。このた

め、X線回折によってもクロム炭化物等の炭化物のX線回折ピークが現れないのである。ここで、上記粗大クロム炭化物粒子および粗大炭化物粒子とは、通常、粒径が $0.1 \sim 5 \mu\text{m}$ の粒状のものをいうが、これより微細なクロム炭化物等の炭化物であれば、浸炭硬化層中に含有されていたとしても表面硬度や耐食性の向上等の効果には支障がなく、X線回折によってもクロム炭化物等の炭化物のX線回折ピークは現れない。すなわち、本発明において粗大クロム炭化物粒子が存在していないとは、粒径が $0.1 \mu\text{m}$ 以下の超微細なクロム炭化物等の炭化物が含有されたものを含むものとする。

【0012】また、本発明において、締結用品を構成するオーステナイト系金属が、クロムを $15 \sim 25$ 重量%含有するオーステナイト系ステンレスである場合には、常温での冷間加工によっても、オーステナイト相が安定であり、各種形状に加工した後においても炭素原子が侵入固溶して起こる格子歪みによる硬化作用が充分得られる。さらに、オーステナイト系金属が、モリブデンを $1.5 \sim 4$ 重量%含有するオーステナイト系ステンレスである場合には、浸炭による耐蝕性の低下が一層小さくなるという効果が得られるようになる。また、上記浸炭硬化層中の最大炭素濃度を、 $1.2 \sim 2.6$ 重量%にした場合には、オーステナイト相の格子歪みがさらに大きくなり、表面硬度が一層高くなる。なお、フッ化処理終了後、浸炭処理の前に、中間処理として NH_3 を含むガス雰囲気下で加熱状態で保持した場合には、浸炭硬化層の形成が安定化する。

【0013】

【発明の実施の形態】つぎに、本発明の実施の形態について詳しく説明する。

【0014】本発明は、オーステナイト系金属より形成された締結用品に対して、フッ素系ガスを用いフッ化処理したのち、浸炭処理を施すことにより、その表面に浸炭硬化層を形成するものである。

【0015】上記オーステナイト系金属としては、オーステナイト系ステンレス、例えば鉄分を 50 重量%（以下「wt%」と略す）以上含有し、クロム分を 10 wt\% 以上含有するオーステナイト系ステンレス等が挙げられる。具体的には、 SUS316 、 SUS304 等の $18-8$ 系ステンレス材や、クロムを 23 wt\% 、ニッケルを 13 wt\% 含有するオーステナイト系ステンレスである SUS310 や 309 、さらに、クロム含有量が 23 wt\% 、モリブデンを 2 wt\% 含むオーステナイト-フェライト2相系ステンレス材等が挙げられる。さらに、耐熱鋼であるインコロイ（ $\text{Ni } 30 \sim 45 \text{ wt\%}$ - $\text{Cr } 10 \text{ wt\%}$ 以上、残部 Fe 等）も含まれる。また、上記オーステナイト系金属には、ニッケル 45 wt\% 以上、クロム 20 wt\% 、鉄 30 wt\% 、その他モリブデン等を含むニッケル基合金も含まれる。このように、本発明においてオーステナイト系金属とは、常温で実質的

（実質的とは、 60 wt\% 以上がオーステナイト相を有することをいう）に、オーステナイト相を呈する全ての金属を意味し、従って、ニッケルをオーステナイト安定化元素であるマンガンで置換したような、 Fe-Cr-Mn 系金属も含まれる。これらの中でも、浸炭硬化層深さの点と素材価格の点からは、 Ni 含有量の出来るだけ小さい安定型ステンレスが望ましいが、耐蝕性の観点からは、 Ni 含有量が多く、しかも、有価元素である Mo を $1.5 \sim 4 \text{ wt\%}$ 程度までの範囲で含有するステンレスが望ましい。また、最も好適な金属としては、クロム含有量が $15 \sim 25 \text{ wt\%}$ で、常温の加工によってもオーステナイト相の安定な安定型ステンレスであり、前述したようにこの安定型ステンレスに $1.5 \sim 4 \text{ wt\%}$ の Mo を添加したものが最も好適である。

【0016】つぎに、上記のようなオーステナイト系金属により形成された締結用品に対し、浸炭処理に先立って、フッ素系ガス雰囲気下でフッ化処理が行われる。なお、このフッ化処理は、浸炭処理と同時に進めてもよい。このフッ化処理には、フッ素系ガスが用いられる。上記フッ素系ガスとしては、 NF_3 、 CF_4 、 SF_4 、 C_2F_6 、 BF_3 、 CHF_3 、 HF 、 SF_6 、 WF_6 、 SiF_4 、 ClF_3 等からなるフッ素化合物ガスが挙げられ、これらは、単独でもしくは2種以上併せて使用される。また、これらのガス以外に、分子内にフッ素

〔F〕を含む他のフッ素系ガスも上記フッ素系ガスとして用いることができる。また、このようなフッ素化合物ガスを熱分解装置で熱分解させて生成させた F_2 ガスや、あらかじめ作られた F_2 ガスも上記フッ素系ガスとして用いることができる。このようなフッ素化合物ガスと F_2 ガスとは、場合によって混合使用される。そして、上記フッ素化合物ガス、 F_2 ガス等のフッ素系ガスは、そのみで用いることもできるが、通常は N_2 ガス等の不活性ガスで希釈されて使用される。このような希釈されたガスにおけるフッ素系ガス自身の濃度は、容量基準で、例えば、 $10000 \sim 100000 \text{ ppm}$ であり、好ましくは $20000 \sim 70000 \text{ ppm}$ 、より好ましくは、 $30000 \sim 50000 \text{ ppm}$ である。このフッ素系ガスとして最も実用性を備えているのは NF_3 である。上記 NF_3 は、常温でガス状であり、化学的安定性が高く、取扱いが容易である。このような NF_3 ガスは、通常、上記 N_2 ガスと組み合わせて、上記の濃度範囲内で用いられる。

【0017】上記フッ化処理についてより詳しく述べると、本発明では、まず、オーステナイト系金属を所定の形状に加工した締結用品を未処理のまま炉内に入れ、上記濃度のフッ素系ガス雰囲気下に、加熱状態で保持し、フッ化処理する。この場合、加熱温度は、 $250 \sim 600^\circ\text{C}$ 、好適には、 $300 \sim 500^\circ\text{C}$ の温度範囲で行われる。上記フッ素系ガス雰囲気中での上記締結用品の保持時間は、通常は、 10 数分～数十分に設定される。上記

締結用品をこのようなフッ素系ガス雰囲気下で処理することにより、その表面に形成された Cr_2O_3 を含む不動態皮膜がフッ化膜に変化する。このフッ化膜は、上記不動態皮膜に比べ、浸炭の際の炭素原子の浸透を容易にすると予想され、締結用品の表面は、上記フッ化処理によって炭素原子の浸透の容易な表面状態になるものと推測される。

【0018】つぎに、上記のようなフッ素処理を行った後、浸炭処理を行う。浸炭処理は上記締結用品を $400\sim 500^\circ\text{C}$ の温度、好適には $400\sim 480^\circ\text{C}$ の温度に加熱し、炉内を浸炭用ガス雰囲気にして行われる。浸炭温度を上記のように低い温度範囲に設定することにより、浸炭層中に Cr_{23}C_6 等の結晶質のクロム炭化物が析出せず、母材中のクロム原子が消費されないため、浸炭硬化層の耐蝕性が維持される。また、低温度域での処理であるため、炭化物の粗大化も起こらず、しかも、母材芯部の軟化による強度低下も少ない。上記浸炭用ガスとしては、炭素源ガスとして CO を用い、通常、この CO と H_2 、 CO_2 、 N_2 の混合ガスの形で使用される。この浸炭性ガスの浸炭能力（カーボンポテンシャル： P_C 値）は、通常、雰囲気中の CO および CO_2 の分圧値 P_{CO} 、 P_{CO_2} を用いて下記の式で表される。この P_C 値が大きいと、浸炭能力が大きくなり、表面炭素濃度が高くなって表面硬度が高くなるが、炉内のすすの発生が多くなる。それとは反対に、上記 P_C 値が小さいと浸炭能力が小さくなり、表面炭素濃度が低くなって表面硬度は低くなる。また、上記 P_C 値は、一定の限界点以上に設定したとしても、形成される浸炭硬化層の表面硬度には限界があることも判明している。

【0019】

$$\text{【数1】 } P_C = (P_{\text{CO}})^2 / P_{\text{CO}_2}$$

【0020】このように処理することにより、オーステナイト系金属から形成された締結用品の表面に「炭素」の拡散浸透層（浸炭硬化層）が均一に形成される。この浸炭硬化層には、 Cr_{23}C_6 、 Cr_7C_3 、 Cr_3C_2 等のような結晶質のクロム炭化物は生成されず、T. E. M.（透過型電子顕微鏡）での観察によれば、粒径 $0.1\mu\text{m}$ 以下の極めて微細な金属の炭化物が認められるのみである。また、この超微細炭化物は、T. E. M.のスペクトル分析によれば、母材と同一の化学組成を有しており、格別に Cr と C が結合した結晶質の炭化物で構成されていない。さらに、上記浸炭硬化層は、炭素原子が母材格子中に侵入固溶してクロム炭化物を形成せず母材同様のオーステナイト相から形成されている。この多量の炭素原子の浸入固溶により浸炭硬化層は大きな格子歪を起こしている。上記微細炭化物と格子歪みとの複合効果により、浸炭硬化層の硬度の向上を実現し、マイクロビッカース硬度で $H_v 700\sim 1050$ という高硬度が得られる。しかも、結晶質のクロム炭化物が生成せず、母材中のクロム原子を消費しないことから、耐

蝕性も未処理材と同程度を維持している。また、浸炭処理した後の締結用品の表面には、最表層に極薄い酸化異常層が形成されるため、黒色を呈するが、機械的研磨加工あるいは酸洗等の仕上げ処理により、上記酸化異常層を取り除くことにより、未処理材と変わらないステンレス特有の金属光沢のある表面外観を得ることができる。そして、この浸炭硬化層は、JIS 2371による塩水噴霧試験（SST）で、2000時間以上全く発錆しないという優れた耐蝕性を示す。

【0021】上記のようなフッ化処理および浸炭処理は、例えば、図1に示すような金属製のマッフル炉で行われる。すなわち、このマッフル炉内において、まずフッ化処理をし、ついで浸炭処理を行う。図1において、1はマッフル炉、2はその外殻、3はヒータ、4は内容器、5はガス導入管、6は排気管、7はモーター、8はファン、11は金網製のかご、13は真空ポンプ、14は排ガス処理装置、15、16はポンペ、17は流量計、18はバルブである。上記炉1内に、例えばオーステナイト系ステンレス材からなる締結用品10を入れ、ポンペ16を流路に接続し NF_3 等のフッ素系ガスを炉1内に導入して加熱しながらフッ化処理をし、ついで排気管6からそのガスを真空ポンプ13の作用で引き出し排ガス処理装置14内で無毒化して外部に放出する。つぎに、ポンペ15を流路に接続し炉1内に先に述べた浸炭用ガスを導入して浸炭処理を行い、その後、排気管6、排ガス処理装置14を経由してガスを外部に排出する。この一連の作業によりフッ化処理と浸炭処理がなされる。また、浸炭処理の後には、適宜バーンアウト等を行い、炉内に析出したカーボン等を除去することが行われる。なお、処理に使用する炉は、図1に示すような1室型の炉だけでなく、フッ化処理と浸炭処理とを別室で行う2室型の炉を用いてもよい。

【0022】この浸炭硬化層組織の特性をさらに詳しく調査するため、締結用品の原材料に使用するのと同じのSUS316材の板状ピース（b）を、本発明の処理方法により処理を行い、X線回折に供した。すなわち、上記板状ピース（b）を炉内に入れ、 $\text{NF}_3 + \text{N}_2$ （ NF_3 4容量%（以下「vol%」と称す）、 N_2 96vol%）のフッ素系ガス雰囲気下において、 480°C で10分間フッ化処理し、ついで、上記フッ素系ガスを炉から排出したのち、浸炭性ガス（ CO_2 0vol% + CO 22vol% + H_2 40vol%混合ガス、残部 N_2 ）を炉内に導入し、 480°C で16時間保持し、浸炭処理を行った。また、上記板状ピース（b）との比較用ピースとして、未処理材ピース（a）および浸炭処理温度を 600°C として硬化層を形成させたピース（c）を作製した。上記3種類のピース（a）（b）（c）のX線回折結果を図2に示す。 600°C で処理したピース〔図2（c）〕には、 Cr_{23}C_6 、 Mo_2C のような通常予想される炭化物の回折線が認められるが、本発明による4

80℃で浸炭処理したピース〔図2(b)〕には、上記のような炭化物のピークはなく、結晶質のクロム炭化物が生成していないことがわかる。したがって、母材中に残存するクロム成分が多く、耐蝕性が高いものとみられる。

【0023】また、浸炭硬化層の硬度の向上は、炭素原子の浸入固溶によるオーステナイト相の格子歪み発生に起因することが考えられる。これは、480℃での浸炭処理品〔図2(b)〕の基相であるオーステナイト相のピーク位置は、未処理材〔図2(a)〕のそれと比べ著しく低角側(左側)にシフトしていることから、浸炭処理したピース〔図2(b)〕には、大きな格子歪みが生じていることが明らかである。なお、上記X線回折は、RINT1500装置を用い、50kV、240mA、Cuターゲット条件下で行った。

【0024】上記X線回折によれば、浸炭硬化層は、粗大クロム炭化物粒子が存在せず、未硬化層と同一組織の結晶構造をもつオーステナイト相(γ相)のみから形成されていて、炭素の侵入固溶によって結晶格子が等方に拡張しているだけであることが明らかである。

【0025】また、上記浸炭処理したピース(b)

(c)および440℃で浸炭処理したピース(d)の浸炭硬化層中の炭素濃度のEPMA分析結果を図3～図5に示す。本発明における代表的な温度範囲である480℃で浸炭処理したピース(b)〔図3〕および440℃で浸炭処理したピース(d)〔図4〕では、最大炭素濃度は、1.8～2.0wt%にも達している。これに対し、600℃で処理したピース(c)〔図5〕においては、最大炭素濃度が1.03wt%と相当低い。このように、本発明では、浸炭硬化層の炭素濃度が非常に高いことがもうひとつの特徴であり、高硬度の浸炭硬化層が形成される一因となっている。なお、本発明において形成される浸炭硬化層において、炭素濃度が最大になるところは、図3～図5のEPMA分析結果からも明らかなように最表面である。この表面の最大炭素濃度は、浸炭処理の際の雰囲気ガスのカーボンポテンシャル(P_C値)によって変化するが、本発明で実施される温度領域である400～500℃での処理によって形成される浸炭硬化層では、最大炭素濃度が1.2～2.6wt%の範囲の値をとることが判明している。

【0026】本発明の方法による浸炭硬化層の深さは、処理温度を一定とすれば処理時間に依存する。通常の浸炭処理によれば、0.1mmから数mm程度の深さの拡散層が形成されるものであるが、本発明では、処理温度が500℃以下と低いために母材がそれほど軟化しないことから、0.1mm以下程度の浸炭硬化層が得られれば充分である。また、締結用品としては、10～70μm程度の硬化層の深さが得られれば十分な性能が得られる。本発明の方法による温度範囲では、3～40時間程度の処理時間で得ることができる。

【0027】本発明の締結用品は、浸炭処理後に、酸処理後パレル研磨等の最終仕上げ処理が行われる。これらの加工によって、最表面に形成された1～3μmの酸化異常層が除去され、ステンレス本来の金属光沢を有した表面外観が得られる。また、本発明では、フッ化処理を施した後に浸炭処理を行うのであるが、炉内の状況等によっては、フッ化処理の後すぐに浸炭処理に入るのではなく、中間処理として一旦NH₃を20～40分程度炉内に吹き込み、その後浸炭処理をすることも行われる。このようなNH₃による中間処理を行うことにより、浸炭硬化層の形成が安定するという利点がある。これは、NH₃の添加により最表層部分に微量のCrNが一時的に生成したことが影響しているものと推察される。上記中間処理を行った場合には、NH₃を用いない場合と比べ、生成した浸炭硬化層表面の、酸化異常層の厚さが若干増加する。この際の異常層の除去は、酸処理によって行うことが望ましい。

【0028】

【発明の効果】以上のように、本発明によるオーステナイト系金属からなる締結用品は、炭素鋼の焼入れ品以上の表面硬度と、高度の耐蝕性とを有している。したがって、タッピングねじやセルフドリリングスクリュー等のねじに適用しても、従来の鉄系浸炭品のメッキ品と同等のタッピング性能を発揮し、しかも、耐酸化性(耐蝕性)が優れることから酸性雨等による腐食で締結機能が脆弱化するようなことがない。その他、ワッシャーやアンカー類、ピンや各種のリベット類、管継手であるファールール等のファスナー類のカジリ防止にも有効に応用される。そのうえ、これらはステンレス本来の光沢に由来する装飾性をも備えており、いかなる環境の下でも当初の美観さを保持することができる。

【0029】つぎに、実施例について説明する。

【0030】

【実施例1】SUS316L材(Cr18wt%-Ni12wt%-Mo2.5wt%)から成形加工した十字穴付タッピングねじ(4.2mm×19mm)を複数個準備した。このタッピングねじを、まず、図1に示す炉に装入したのち、480℃まで昇温した。ついで、フッ素系ガス(5vol%NF₃+95vol%N₂混合ガス)を炉内に15分間吹き込み、フッ化処理を行った。つぎに、フッ素系ガスを排出したのち浸炭性ガス(CO10vol%+H₂20vol%+CO₂1vol%、残部N₂の混合ガス)を吹き込み、その状態で12時間保持して浸炭処理を行ったのち取り出した。浸炭処理直後の黒色のもののうちの1個を、50℃に加温した15vol%HNO₃-5vol%HF水溶液に20分間浸漬した後、パレル研磨を施したところ、これも処理前と同様の外観を示すようになった。このタッピングねじについての硬化層の状況を調べると、表面硬度はHV830～880、硬化層の深さは29μmであった。つぎ

に、この仕上げ処理後のタッピングねじをSSTに供したところ、2000時間を越しても全く発錆せず、良好な耐蝕性を示した。なお、上記のようにして得られたタッピングねじのねじ込みテストを行ったところ、従来のタッピングねじ（鉄系浸炭品）と同等のタッピング性能が得られた。

【0031】

【実施例2】実施例1で用いた、SUS316L材のタッピングねじに加えて、同様にSUS304材（Cr18wt%-Ni7.5wt%）、SUS310材（Cr25wt%-Ni20wt%）から全く同一形状に加工したサンプルをいずれも複数個準備した。これら3種類のタッピングねじを図1に示す炉に入れ、450℃に加熱した。ついで、フッ素系ガス（3vol%NF₃+97vol%N₂混合ガス）を20分間吹き込み、フッ化処理した後、浸炭性ガス（CO15vol%+H₂30vol%+CO₂1.5vol%、残部N₂）を21時間吹き込み浸炭処理したのち取り出した。3種とも外観

	表面硬度(Hv) ()内は芯部硬度	硬化層深さ (μm)	SST発錆までの 時間 (時間)
SUS316L	920~980 (240)	28	2000以上
SUS310	880~930 (260~270)	21	2000以上
SUS304	1080~1120 (250)	20	18

【0033】上記表1の結果からみて、SUS304材から加工したタッピングねじについては、SUS316L、SUS310のものと比べて耐蝕性に劣り、浸炭処理にそれほど適していないことが明らかである。なお、これら3種類のタッピングねじについて強力永久磁石により磁性を調べたところ、SUS316L品およびSUS310品は、処理前も処理後も全く磁性がなかったのに対し、SUS304品では、処理前の段階でかなりの磁性が認められた。すなわち、オーステナイト系相が安定でなく、常温における加工により組織中に加工誘起マルテンサイトが生成していたものと考えられ、このため、良質な硬化層が得られなかったものと考えられる。

【0034】

【実施例3】SUS316L材およびSUS310材で形成したソケットボルト（8mmφ×25mm）を、図1に示す炉に装入し、480℃に加熱した後、フッ素系ガス（5vol%NF₃+95vol%N₂混合ガス）を20分間吹き込んでフッ化処理した後、さらに510℃まで昇温し、浸炭性ガス（CO20vol%+H₂42vol%+CO₂2vol%、残部N₂）を8時間吹き込み、浸炭処理を行ったのち取り出した。そのままの状態、硬化層の状況を調査したところ、表面硬度は、SUS316L品がHv1050~1120、SUS3

は、黒色を呈していたが、ソフトブラストをかけた後、55℃の王水（HCl-HNO₃）に浸漬して黒色部を完全に除去した。硬化層の状況を調べたところ、表面硬度でSUS316L品がHv920~980（芯部硬度Hv240）、SUS304品がHv1080~1120（芯部硬度Hv250）、SUS310品がHv880~930（芯部硬度Hv260~270）であった。硬化層深さは、SUS316L品が28μm、SUS304品が20μm、SUS310品が21μmであり、SUS316L品が最も硬化層が厚かった。つぎに、これら3種類のタッピングねじをSSTに供した。その結果、SUS316L品およびSUS310品は、2000時間を越しても発錆しなかったが、SUS304品については、18時間で発錆した。これらの結果を下記の表1に示す。

【0032】

【表1】

10品がHv1090~1150であった。硬化層の深さは、SUS316L品が45μm、SUS310品が38μmであった。これらの結果を下記の表2に示す。

【0035】

【表2】

	表面硬度(Hv)	硬化層深さ (μm)
SUS316L	1050~1120	45
SUS310	1090~1150	38

【0036】つぎに、実施例2と同様に50℃の20vol%HNO₃-5vol%HF水溶液に20分間浸漬した後取り出した。両者の硬化層の状況は、表面硬度で、SUS316L品がHv580~600、SUS310品がHv620~630であった。硬化層の深さは、いずれも15~22μmであり、しかも深さがばらついていた。これらの結果を下記の表3に示す。

【0037】

【表3】

	表面硬度 (Hv)	硬化層深さ (μm)
SUS316L	580～600	15～22 *
SUS310	620～630	15～22 *

*深さばらつきあり

【0038】さらに、浸炭処理の後、酸処理を施したサンプルをSSTに供したが、SUS316L品が27時間、SUS310品が32時間で共に赤錆が発生した。これらの結果から、浸炭処理温度が510℃に達すると硬化層の耐蝕性が著しく低下することがわかる。

【0039】

【実施例4】実施例3で使用したものと同種のSUS316L材より成形加工した六角ナットを複数個用意した。これを図1に示す炉に装入し、480℃に加熱した後、フッ素系ガス(3vol%NF₃+97vol%N₂混合ガス)雰囲気下で20分間保持してフッ化処理を行った。ついで、20vol%NH₃+80vol%N₂混合ガスを同温度で30分間吹き込むことにより中間処理を行った。つぎに、NH₃ガスの吹き込みを停止し、浸炭性ガス(CO10vol%+H₂20vol%+CO₂0.5vol%、残部N₂)を吹き込み12時間保持して浸炭処理を行ったのち取り出した。このサンプルの硬化層の状況を調べたところ、最表層部に4～5μmの酸化異常層があり、この酸化異常層の厚さは実施

例1、2、3と比べ、2倍程度厚く形成されている。これは、中間処理におけるNH₃ガスの添加により、最表層部にCrNが生成し、その影響があったものと推察される。ついで、50℃の15vol%HNO₃-5vol%HF水溶液に25分間浸漬して黒色の異常層を除去した後、硬化層の状況を調査したところ、表面硬度はHv770～920、硬化層の深さは31μmであり、実施例3よりもやや厚く、上記酸化異常層は完全に除去されていた。

【0040】以上の実施例1～4が示すように、本発明による硬化層の耐蝕性は、浸炭温度が480℃から510℃に至る間で急激に変化することを示しており、この温度範囲が遷移領域であることを物語っている。従って、本発明においては、500℃以下、好ましくは480℃以下の温度で浸炭処理を施したものを対象とする。

【0041】

【実施例5】実施例3で使用したSUS316L材と同一品種のワークピースを多数準備した。これらのピースを図1に示す炉を用いて下記の表4に示す各種の処理条件で浸炭処理を行った。そして、浸炭処理ののち、50℃に加熱した15vol%HNO₃-5vol%HF水溶液を使用して酸洗処理を行なった。そののち、表面硬度、硬化層深さおよびEPMA分析による表面の最大炭素濃度の調査を行った。その結果を下記の表5に示す。

【0042】

【表4】

	温度・時間 条件		雰囲気条件
フッ化処理	温度	350℃	5vol%NF ₃ +95vol%N ₂
	時間	20分	
浸炭処理	温度	①440℃ ②480℃	① P _c =3.2 ② P _c =0.75 ③ P _c =0.15
	時間	16時間	

【0043】

【表5】

浸炭処理温度		440℃	480℃
P _c 値 3.2	表面硬度 (Hv)	910～930	920～940
	硬化層深さ (μm)	22～27	32～34
	最大炭素濃度 (wt%)	2.3～2.4	2.45～2.6
P _c 値 0.75	表面硬度 (Hv)	850～880	900～920
	硬化層深さ (μm)	21～22	32～33
	最大炭素濃度 (wt%)	2.0～2.15	2.1～2.2
P _c 値 0.15	表面硬度 (Hv)	470～590	530～690
	硬化層深さ (μm)	16～18	28～30
	最大炭素濃度 (wt%)	1.2～1.6	1.2～1.8

【0044】上記表5の結果によれば、硬化層深さは主として浸炭処理温度に依存し、浸炭性ガス雰囲気のカーボンポテンシャル(P_c値)によってそれほど大きな

影響はうけないことがわかる。一方、表面硬度は、雰囲気中のP_c値の影響を受けて変化するため、一定レベルの表面硬度(Hv800以上)を得るためには、雰囲気中の

PC 値コントロールが必要であることがわかる。また、上記 PC 値は、表面の最大炭素濃度にも影響していることがわかる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】 本発明の浸炭処理に用いる炉の構成図である。

【図 2】 SUS316L 未処理品 (a)、SUS316L 板状ピースを 480℃ で浸炭処理した処理品 (b) および SUS316L 板材を 600℃ で浸炭処理した処理

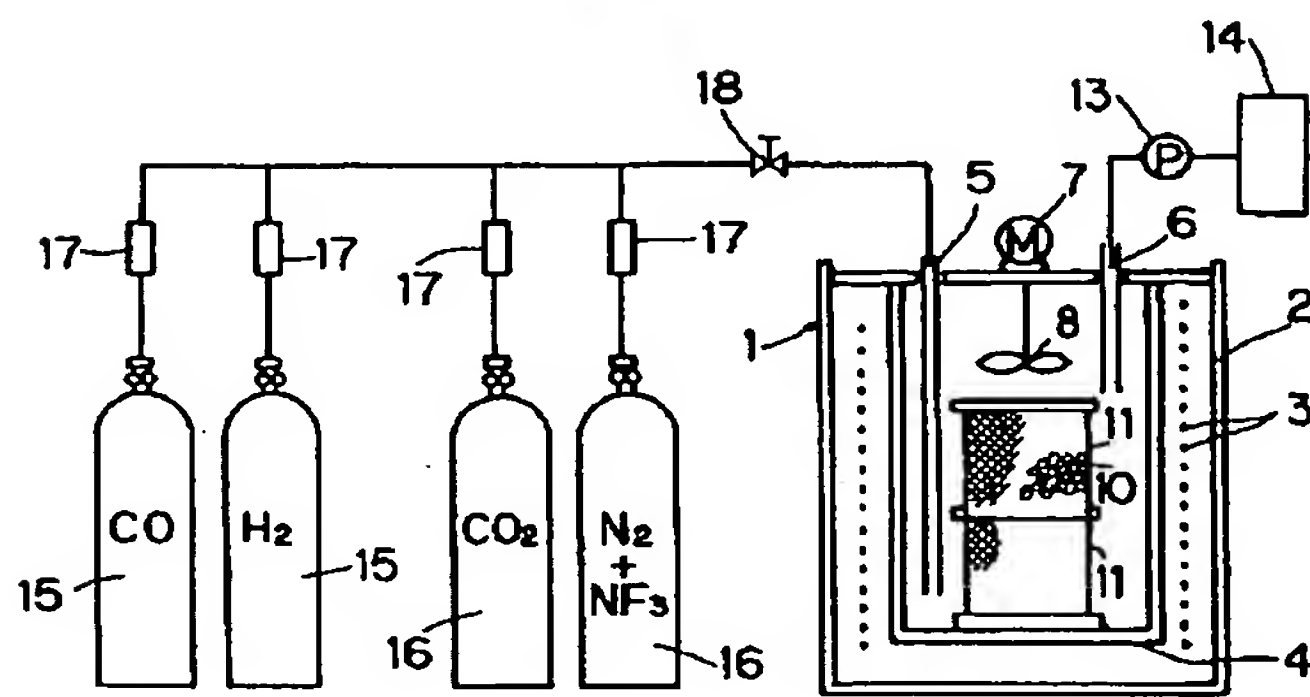
品 (c) の X 線回折図である。

【図 3】 SUS316L 板状ピースを 480℃ で浸炭処理した処理品 (b) の EPMA 分析結果図である。

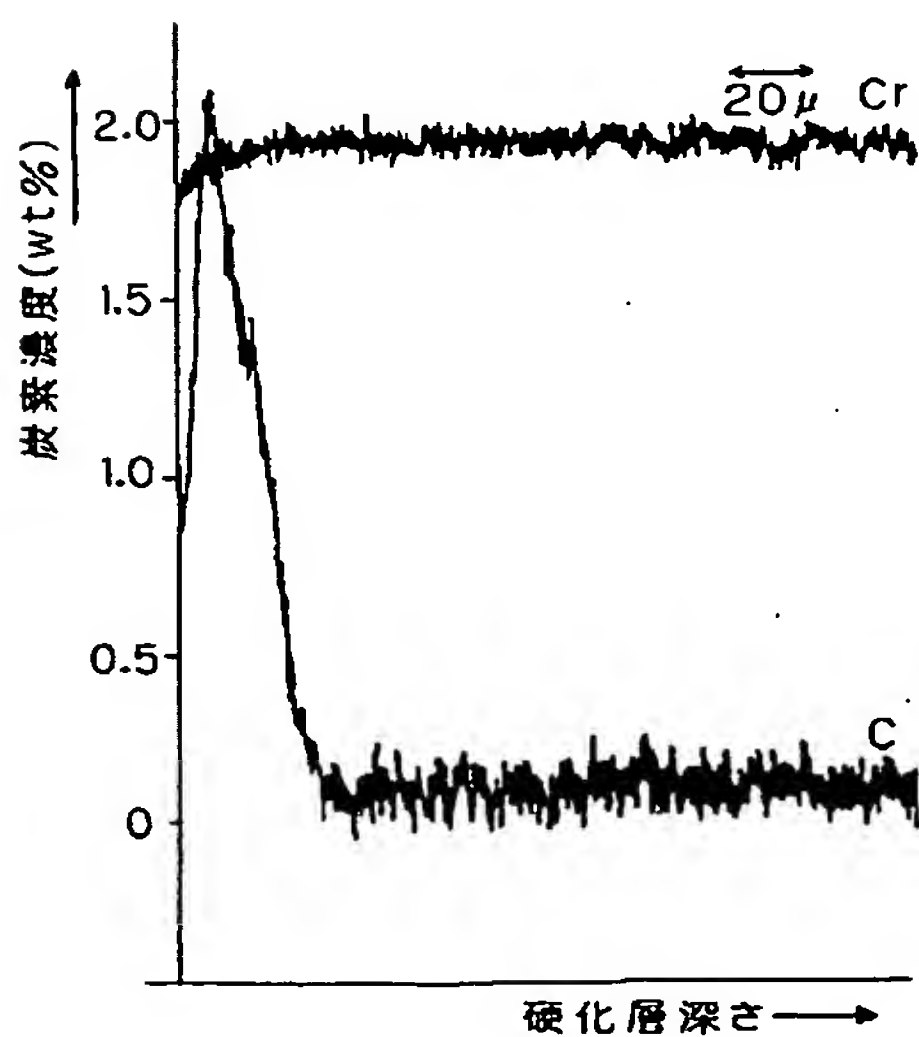
【図 4】 SUS316L 板状ピースを 440℃ で浸炭処理した処理品 (d) の EPMA 分析結果図である。

【図 5】 SUS316L 板状ピースを 600℃ で浸炭処理した処理品 (c) の EPMA 分析結果図である。

【図 1】

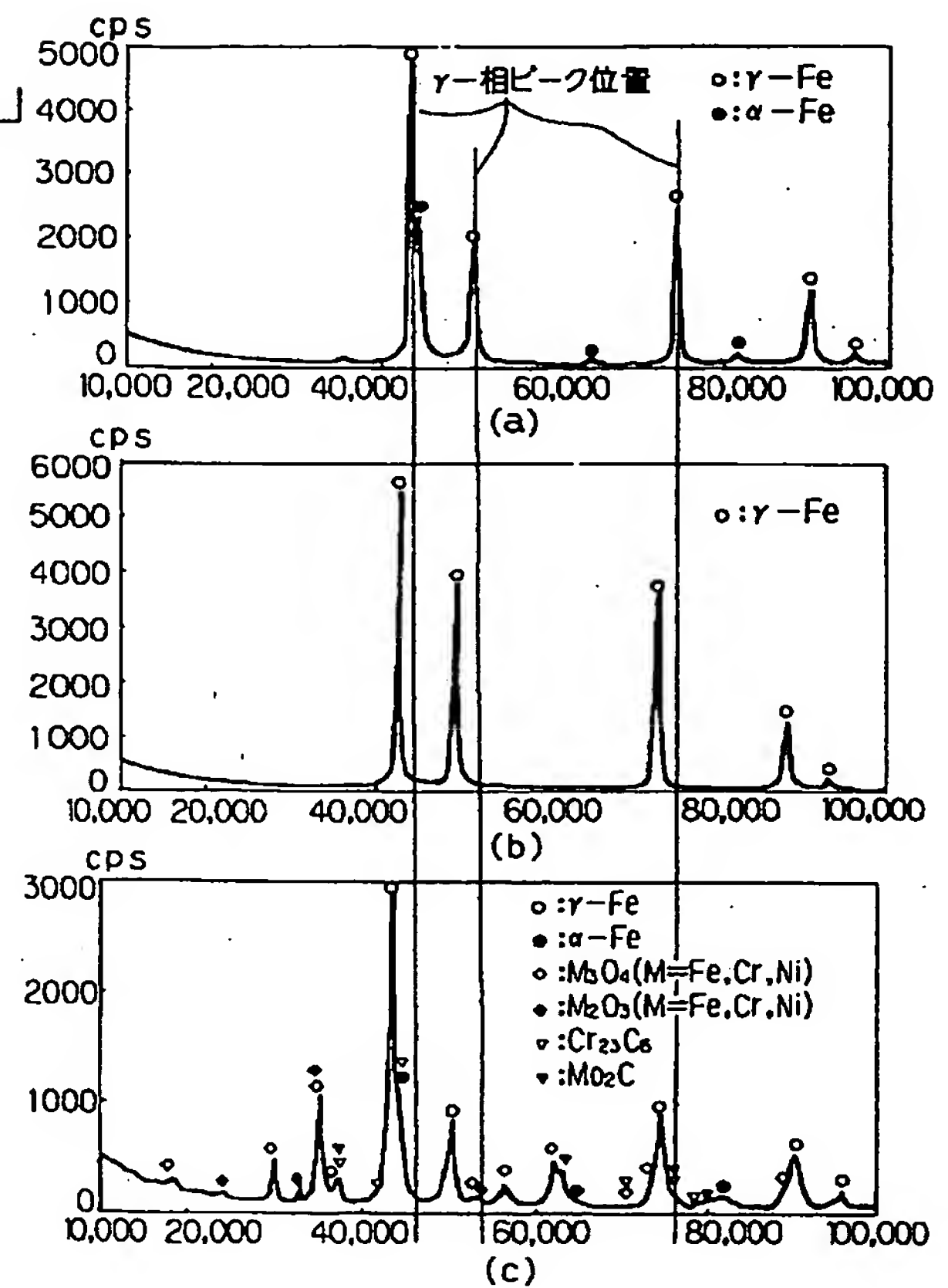


【図 3】

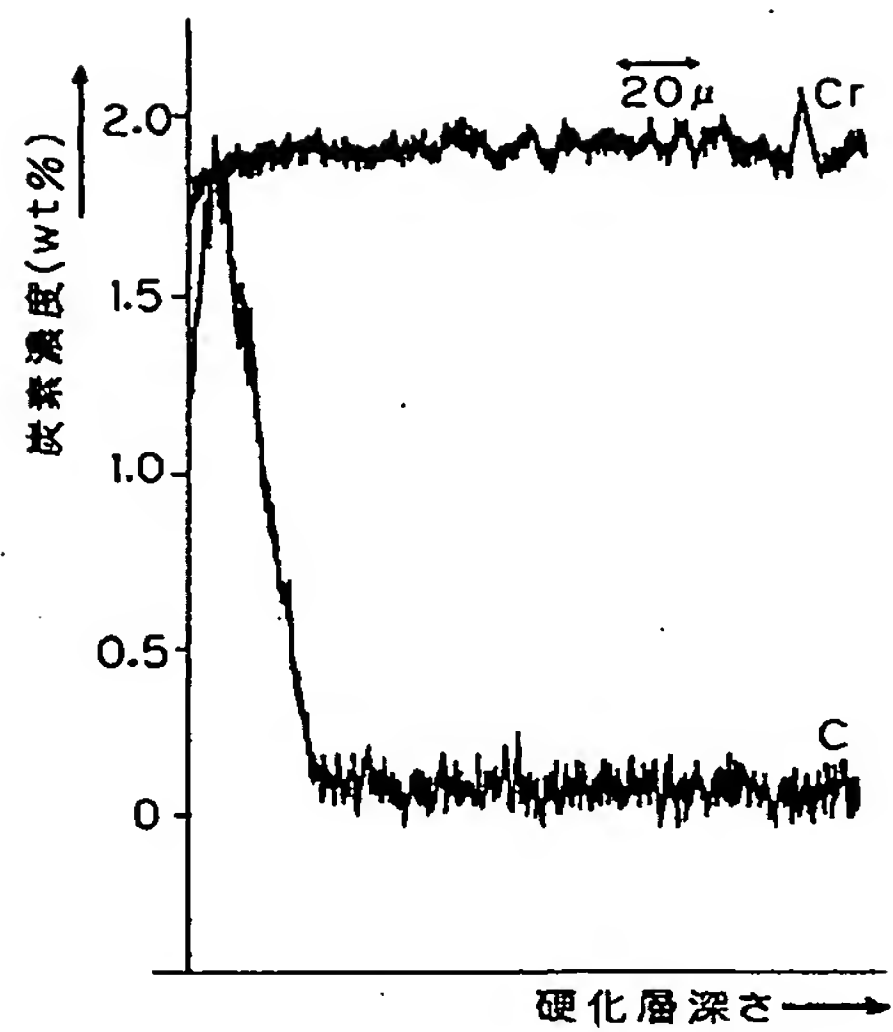


(b)

【図 2】

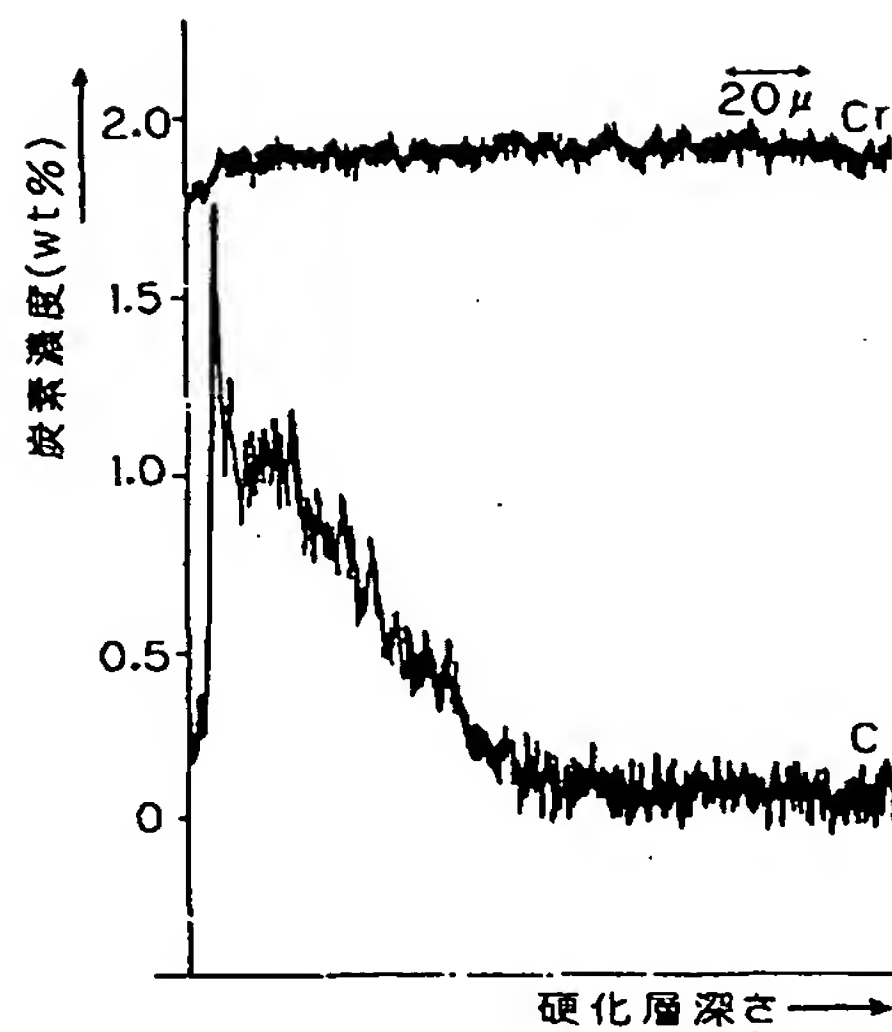


【図4】



(d)

【図5】



(c)